

Структура и свойства быстрозакалённых металлических сплавов на основе железа

Полянский Дмитрий Александрович

Ткачёв Владимир Вадимович, Крайнова Галина Серовновна

Дальневосточный федеральный университет

rambo192@mail.ru

Данное исследование является частью цикла работ по исследованию морфологии поверхности, объёмной структуры, фазового состава и физических свойств спрессованных металлических фольг на основе Fe и Co.

Полученные изображения структуры поперечных и продольных срезов (рис. 1) фольг показали, что не все образцы являются однородными. Ряд образцов, например $\text{Fe}_{75}\text{Ni}_2\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{26}\text{Si}_5\text{B}_{14}$, имеют пористую структуру, причём размер пор может достигать 2 мкм и составлять до 25% от толщины фольги. Предположительно, пористая структура фольги является следствием кавитационных процессов, в некотором смысле аналогичным ультразвуковой кавитации в жидкостях, с той разницей, что высокая вязкость жидкого металла в моменты времени перед застыванием не позволяет пузырькам достичь резонансных размеров и схлопнуться, и их ансамбль остаётся зафиксированным.

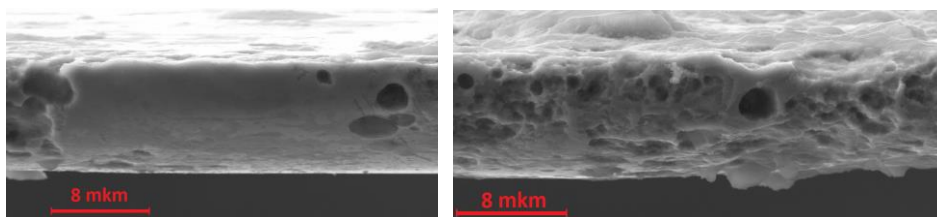


рис.1. РЭМ-изображения сечений аморфных фольг состава $\text{Fe}_{55}\text{Co}_{26}\text{Si}_5\text{B}_{14}$ полученные на Carl Zeiss CrossBeam 1540XB (слева — продольный срез, справа — поперечный)

Затем был проведен анализ элементного состава поверхности для фольги $\text{Fe}_{69}\text{Ni}_8\text{Si}_9\text{B}_{14}$ областей, обнаруженных на свободной поверхности каверн, и анализ распределения элементов по толщине фольги. Распределение по толщине определялось на боковой стороне фольги, срез которой образуется при закаливании, и на срезе, сделанном перпендикулярно направлению прокатки. Снималось несколько линий из десяти точек с шагом (1.8 мкм), пересекающих всю толщину фольги от свободной поверхности к контактной. На поверхности распределение элементов оказалось изотропным, средние значения близки к заявленным (Fe 78.9%, Ni 9%, Si 5.9%). Бор обнаружен не был (ибо обнаружение затруднено как наличием затеняющего его пика углерода, присутствующего в количестве 5.9%, так и слишком высокой энергией возбуждающих электронов). Вычитание углеродного пика позволило получить данные о распределении элементов на поверхности и по толщине. Оно оказалось изотропным для объёма и поверхности.

Измерение микротвердости по Виккерсу проводилось в два этапа. В рамках первого этапа была отработана методика измерения микротвердости на: $\text{Fe}_{75}\text{Ni}_2\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$ и $\text{Fe}_{62}\text{Co}_{18}\text{Si}_6\text{B}_{14}$. На втором этапе были исследованы следующие образцы: $\text{FeCu}_{0.2}\text{Nb}_3\text{Si}_{16.5}\text{B}_6$, $\text{FeCu}_{0.5}\text{Nb}_3\text{Si}_{16.5}\text{B}_6$, $\text{FeCu}_1\text{Si}_6\text{B}_6$. Из-за особенностей рельефа данных фольг микроидентификация производилась на свободной стороне, при нагрузке 980.7 мН со временем фиксирования нагрузки 10 сек. Все измерения проводились на микротвердомере Shimadzu HMV-G.

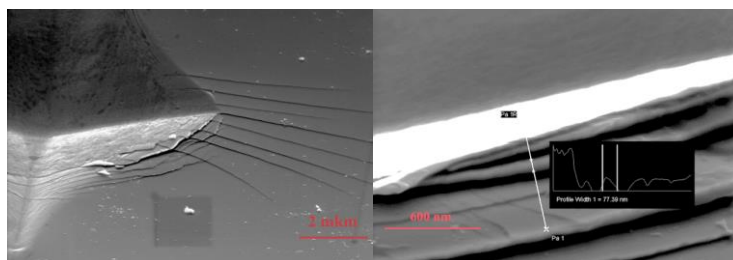


рис.2. РЭМ-изображения фольги $\text{Fe}_{75}\text{Ni}_2\text{Si}_{10}\text{B}_{13}$. Слева вид отпечатка при наличии полос сдвига, справа — высота ступени сдвига

Микроидентификация производилась в случайных местах на поверхности фольги согласно ГОСТ Р 8.748-2011. На втором этапе все сделанные пробы были измерены с помощью сканирующего электронного микроскопа, затем по полученным данным был произведен расчет микротвердости. Итоговое среднее значение микротвердости для измерений первой серии равняется 841 Нв для расчета по оптическим изображениям и 924 Нв для расчета по электронным изображениям.

В результате воздействия механической нагрузки на поверхность, образуются зоны пластической деформации, наблюдается ступенчатая деформационная структура (рис. 2.). В центре области индентирования создается максимальное деформирование, связанное с гетерогенной деформацией [2], проявляющейся в виде полос сдвига, расходящихся от отпечатка. Выявлено, что в процессе деформирования при всех нагрузках характерно формирование ступенек сдвига, которые соответствуют выходу на поверхность полос сдвига [2], деформационные полосы расходятся радиально. Установлено, что высота ступенек может достигать 80 нм.

Список публикаций:

- [1]. Глезер А.М., Молотилев Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 208с.
[2]. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Федоров В.А. Трещиностойкость и пластичность аморфных сплавов при микроиндентировании // Фундаментальные проблемы современного материаловедения – 2005 – Т.2. №4 – С. 13–16.

Оптические и механические свойства углеродных гидрогенизированных пленок на германии синтезированных напрямую из ионных пучков

Семерикова Анна Ивановна

Новосибирский государственный университет

Золкин Александр Степанович, к.ф.-м.н.

tykva.anya@gmail.com

Технология синтеза аморфных углеродных гидрогенизированных (а-С:H) пленок с контролируемыми свойствами постоянно развивается в связи с практическими применениями, например, в качестве просветляющих и защитных покрытий для оптики ИК диапазона [1]. Формирование связывающего слоя между подложкой и пленкой происходит в результате взаимодействия верхнего слоя подложки и осаждаемых атомов или молекул. Но в результате механических напряжений может произойти отслоение покрытия. Возможным решением является усиление связи между основой и осаждаемым материалом за счет имплантирования ионов углерода в материал подложки [2]. Использование ионного источника (ИИ) с азимутальным дрейфом электронов дает возможность получать пучки ионов со средней энергией от 0,5 до 5 кэВ. Высокоэнергетичные пучки способны обеспечить высокую адгезию, а низкоэнергетичные пучки – благоприятные условия для роста.

Пленки напылялись из источника с азимутальным дрейфом электронов. В область ионизации подавался пропан (C₃H₈), расход – 1,4 – 4,2 млн/мин. Для очистки от адсорбированных атомов и молекул подложки обрабатывались ионами аргона с энергией 500 – 600 эВ в течение 5 мин. В режиме А пленки осаждались из ионных пучков с энергией 500-600 эВ. В режиме В адгезионный слой формировался ионами рабочего газа с энергией 3 кэВ. Затем осаждение продолжалось с энергией пучка 0,6 кэВ. В режиме С пленки напылялись из ионных пучков с энергией 3 кэВ. Для компенсации пространственного заряда ионного пучка в режимах В и С использовался вольфрамовый эмиттер электронов.

Твердость, толщина и адгезия покрытий определялись методом микроиндентирования и скрайбирования на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3Д». Адгезионную прочность пленок оценивали по критической нагрузке их отслоения от подложки при скрайбировании с переменной нагрузкой. Рамановские ИК-спектры получены на ИК Фурье спектрометре ФТ-801 в диапазоне 2,5 – 16,7 мкм для изучения просветляющих свойств покрытий.

При двухэтапном напылении в режиме В получены значения твердости, превышающие твердость подложки (10 ГПа): 19 ГПа при осаждении адгезионного подслоя в течение 35 мин и 14,5 ГПа при часовом осаждении подслоя. Отметим, что напыление при энергии ионного пучка 3 кэВ (режим С) обеспечивает хорошую адгезию и высокую скорость синтеза – 1,1 – 1,3 А/сек. Однако, твердость покрытия в этом случае не превышает твердости германия – 10 ГПа. Пленки с адгезионным слоем (режимы В и С) не отрывались при многократном скрайбировании алмазным индентором с максимальной нагрузкой 50 мН. При осаждении ионов рабочего газа с энергией 500-600 эВ на германий без адгезионного подслоя (режим А) твердость покрытия составляет от 13,5 до 16 ГПа. Однако адгезия таких пленок хуже: отрыв происходит уже при нагрузке 10 мН. Скорость роста покрытия – 0,3 А/сек.

На рис. 1. Представлены спектры пропускания а-С:H пленок на германии с эффектом просветления. Максимум просветления 65 – 67% наблюдается в диапазоне длин волн 4,5 – 6 мкм. При уменьшении и увеличении длины волны пропускание уменьшается, что может быть связано с изменением оптической толщины покрытия. Для сравнения на рис. 1 представлен спектр пропускания чистого германия.